

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 02-097651

(43)Date of publication of application : 10.04.1990

(51)Int.Cl.

C22C 38/60

C21D 8/02

C22C 38/00

(21)Application number : 63-248566

(71)Applicant : AICHI STEEL WORKS LTD

(22)Date of filing : 30.09.1988

(72)Inventor : MOTOKURA YOSHINOBU
YOKOTA HIROSHI
ARAI KAZUO**(54) FREE CUTTING AUSTENITIC STAINLESS STEEL EXCELLENT IN CONTROLLED ROLLABILITY AND ITS PRODUCTION****(57)Abstract:**

PURPOSE: To improve the machinability, strength, and corrosion resistance of the title steel by applying two-stage controlled rolling to a steel in which respective contents of C, Si, Mn, S, Ni, Cr, N, Nb, Pb, Bi, rare earth elements, etc., and forming the structure of the above steel into recrystallization working duplex structure.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of, by weight, $\leq 0.03\%$ C, $\leq 2\%$ Si, $\leq 10\%$ Mn, $\leq 0.03\%$ S, 6–20% Ni, 16–30% Cr, 0.1–0.3% N, 0.02–0.25% Nb, 0.03–0.3% Pb and/or 0.03–0.3% Bi, one or more kinds among 0.0005–0.01% B, 0.0005–0.01% Ca, 0.005–0.01% Mg, and 0.0005–0.01% rare earth elements, and the balance Fe is refined. This steel is rough rolled at 1000–1200° C and $\geq 50\%$ draft and then cooled for 10sec–5min. Subsequently, the above steel is rolled at 800–1000° C finish rolling temp. and $\geq 30\%$ draft and then cooled at $\geq 4^\circ$ C/min cooling rate, by which the structure of the steel is formed into recrystallization working duplex structure.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

⑫ 公開特許公報(A) 平2-97651

⑤ Int.Cl.³

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成2年(1990)4月10日

C 22 C 38/60
C 21 D 8/02
C 22 C 38/003 0 2 E 7371-4K
Z 7047-4K

審査請求 未請求 請求項の数 10 (全13頁)

⑭ 発明の名称 制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼およびその製造方法

⑯ 特 願 昭63-248566

⑰ 出 願 昭63(1988)9月30日

⑱ 発 明 者 本 蔵 義 信 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内
 ⑱ 発 明 者 横 田 博 史 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内
 ⑱ 発 明 者 荒 井 一 生 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製鋼株式会社内
 ⑲ 出 願 人 愛知製鋼株式会社 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地
 ⑳ 代 理 人 弁理士 土 川 晃

明 細 書

1. 発明の名称

制御圧延性の優れた快削オーステナイト系
ステンレス鋼およびその製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.0%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6~20%、Cr:16~30%、N:0.10~0.30%、Nb:0.02~0.25%と、Pb:0.03~0.30%およびBi:0.03~0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005~0.0100%、Ca:0.0005~0.0100%、Mg:0.0005~0.0100%および希土類元素:0.0005~0.0100%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(2) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.0%以下、Mn:10.0%以下、Ni:6~20%、

Cr:16~30%、N:0.10~0.30%、Nb:0.02~0.25%と、Pb:0.03~0.30%およびBi:0.03~0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005~0.0100%、Ca:0.0005~0.0100%、Mg:0.0005~0.0100%、および希土類元素:0.0005~0.0100%のうち1種または2種以上と、S:0.70%以下、Te:0.80%以下、Se:0.80%以下、P:0.100%以下、Sb:0.70%以下およびS:0.080%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(3) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.0%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6~20%、Cr:16~30%、N:0.10~0.30%、Nb:0.02~0.25%と、Pb:0.03~0.30%およびBi:0.03~0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005

～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%、および希土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上と、Mo:4.0%以下およびCu:4.0%以下のうち1種または2種を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(4) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6～20%、Cr:16～30%、N:0.10～0.30%、Nb:0.02～0.25%と、Pb:0.03～0.30%およびBi:0.03～0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%、および希土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上と、V:0.30%以下、Ti:0.30%以下、W:0.30%以下、Ta:0.30

eおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(6) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.0%以下、Ni:6～20%、Cr:16～30%、N:0.10～0.30%、Nb:0.02～0.25%と、Pb:0.03～0.30%およびBi:0.03～0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%、および希土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上と、Sn:0.70%以下、Te:0.80%以下、Se:0.80%以下、P:0.100%以下、Sb:0.70%以下およびS:0.080%以下のうち1種または2種以上と、Mo:4.0%以下およびCo:4.0%以下のうち1種または2種と、V:0.30%以下、Ti:0.30%以下、W:0.30%以下、Ta:0.30%以下、Hf:0.30%以下、Zr:0.30

%以下、Hf:0.30%以下、Zr:0.30%以下およびAl:0.30%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(5) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.0%以下、Ni:6～20%、Cr:16～30%、N:0.10～0.30%、Nb:0.02～0.25%と、Pb:0.03～0.30%およびBi:0.03～0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%、および希土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上と、Sn:0.70%以下、Te:0.80%以下、Se:0.80%以下、P:0.100%以下、Sb:0.70%以下およびS:0.080%以下のうち1種または2種以上と、Mo:4.0%以下およびCu:4.0%以下のうち1種または2種を含有し、残部がF

0%以下およびAl:0.30%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(7) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6～20%、Cr:16～30%、N:0.10～0.30%、Nb:0.02～0.25%、O:0.0050%以下と、Pb:0.03～0.30%およびBi:0.03～0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%、および希土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼。

(8) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.0

0%以下、Mn:10.0%以下、Ni:6~20%、Cr:16~30%、N:0.10~0.30%、Nb:0.02~0.25%、O:0.0050%以下と、Pb:0.03~0.30%およびBi:0.03~0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005~0.0100%、Ca:0.0005~0.0100%、Mg:0.0005~0.0100%、および稀土類元素:0.0005~0.0100%のうち1種または2種以上と、S_a:0.70%以下、Te:0.80%以下、Se:0.80%以下、P:0.100%以下、S_b:0.70%以下およびS:0.080%以下のうち1種または2種以上と、Mo:4.0%以下およびCu:4.0%以下のうち1種または2種と、V:0.30%以下、Ti:0.30%以下、W:0.30%以下、Ta:0.30%以下、Hf:0.30%以下、Zr:0.30%以下およびAl:0.30%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなり、かつその組織が加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイ

ト系ステンレス鋼。

(9) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.0

0%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6~20%、Cr:16~30%、N:0.10~0.30%、Nb:0.02~0.25%と、Pb:0.03~0.30%およびBi:0.03~0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005~0.0100%、Ca:0.0005~0.0100%、Mg:0.0005~0.0100%および稀土類元素:0.0005~0.0100%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなる鋼を1100~1300℃に加熱し、粗圧延温度1000~1200℃で加工量50%以上の圧延を施し、粗圧延後10秒~5分冷却し、ついで仕上圧延温度800~1000℃で加工量30%以上の圧延を行い、圧延後の冷却速度を4℃/分以上で冷却し、その組織が再結晶加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼の製造方法。

(10) 重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6~20%、Cr:16~30%、N:0.10~0.30%、Nb:0.02~0.25%と、Pb:0.03~0.30%およびBi:0.03~0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005~0.0100%、Ca:0.0005~0.0100%、Mg:0.0005~0.0100%、および稀土類元素:0.0005~0.0100%のうち1種または2種以上と、Mo:4.0%以下およびCu:4.0%以下のうち1種または2種を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなる鋼を1100~1300℃に加熱し、粗圧延温度1000~1200℃で加工量50%以上の圧延を施し、粗圧延後10秒~5分冷却し、ついで仕上圧延温度800~1000℃で加工量30%以上の圧延を行い、圧延後の冷却速度を4℃/分以上で冷却し、その組織が再結晶加工二重構造組織からなることを特徴とする制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

本発明は化学、海水または原子力プラントに使用される構造用鋼であって、制御圧延性に優れ、高強度でかつ快削性のオーステナイト系ステンレス鋼およびその製造方法に関する。

[従来の技術]

制御圧延を行って再結晶加工二重構造組織を有するオーステナイト系ステンレス鋼は、特開昭63-53244等でも示されているように、高強度と高耐食性をあわせ持つ材料であるが、高強度にしたことにより、必然的に被削性がSU304よりかなり低下していた。これを改善するには、通常Pb、S、Se等の被削性元素を添加して被削性を改善し、熱間加工性の低下もB等の添加により防止していた。

しかし、高N材の場合、Pb-B等の添加では被削性を上げることは出来ても、熱間加工性まで改善することは困難であった。また、B等の添加による熱間加工性の改善は、粗圧延温度域につい

ては有効であるが、制御圧延温度域については、まだ十分な改善がなされていないかった。

[発明が解決しようとする課題]

本発明は高N材の快削性オーステナイト系ステンレス鋼の制御圧延温度域における熱間加工性の前記のごとき問題点に鑑みてなされたものであって、強度および耐食性を保持しつつ、制御圧延温度域における熱間加工性を改善した快削オーステナイト系ステンレス鋼およびその製造方法を提供することを目的とする。

[課題を解決するための手段]

本発明者等は800～1000℃の制御圧延温度域における加工性の改善について鋭意研究を重ねた結果、C等の粒界脆化を引き起こす元素を低目に限定し、またBの適量添加の複合的な効果により加工性が著しく改善されるという新たな知見を得て本発明を完成したものである。

本発明の制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼は、第1発明として重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.

のうち1種または2種以上を含有し、さらに熱間加工性を改善するため第7発明としてO:0.0050%以下とすることを要旨とするものである。第5発明は第2発明に第3発明を含むものであり、第6発明は第2発明に第3発明と第4発明とを含むものであり、第8発明は第2発明に第3発明、第4発明および第7発明を含むものである。

また、本発明の制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼の製造方法は、重量比でC:0.03%以下、Si:2.00%以下、Mn:10.0%以下、S:0.030%以下、Ni:6～20%、Cr:16～30%、N:0.10～0.30%、Nb:0.02～0.25%と、Pb:0.03～0.30%およびBi:0.03～0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%および稀土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上を含有し、あるいはこれにMo:4.0%以下およびCu:4.0%以下のうち1種または2種を

0%以下、S:0.030%以下、Ni:6～20%、Cr:16～30%、N:0.10～0.30%、Nb:0.02～0.25%と、Pb:0.03～0.30%およびBi:0.03～0.30%のうち1種または2種と、B:0.0005～0.0100%、Ca:0.0005～0.0100%、Mg:0.0005～0.0100%および稀土類元素:0.0005～0.0100%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなることを要旨とし、さらに第2発明は切削性を改善するためSn:0.70%以下、Te:0.80%以下、Se:0.80%以下、P:0.100%以下、Sb:0.70%以下およびS:0.080%以下のうち1種または2種以上を含有し、さらに耐食性を改善するため第3発明としてMo:4.0%以下およびCu:4.0%以下のうち1種または2種を含有し、さらに強度を改善するため第4発明としてV:0.30%以下、Ti:0.30%以下、W:0.30%以下、Ta:0.30%以下、Hf:0.30%以下、Zr:0.30%以下およびAl:0.30%以下

含有し、残部がFeおよびその不純物元素からなる鋼を、1100～1300℃に加熱し、粗圧延温度1000～1200℃で加工量50%以上の圧延を施し、粗圧延後10秒～5分冷却し、ついで仕上圧延温度800～1000℃で加工量30%以上の圧延を行い、圧延後の冷却速度を4℃/分以上で冷却し、その組織が再結晶加工二重構造組織からなることを要旨とする。

本発明は再結晶加工二重構造組織がオーステナイト系ステンレス鋼に高強度、高塑性、高耐食性をもたらすと共に、Pb、Bi、B等の適量添加と、C等の粒界脆化元素を低目に限定することにより、被削性をSUS304並に改善し、制御圧延性をも改善するという新たな知見に基づくものである。

なお、本発明において制御圧延性とは、制御圧延温度域すなわち800～1000℃における絞り値で表され、その目標値は70%以上である。再結晶加工二重構造組織は本発明の組成を有する合金を本発明の製造方法により処理したときに得られるものである。一般にオーステナイト系ステ

ステンレス鋼の組織は、光学顕微鏡で観察される100 μ 程度のミクロ組織と、電子顕微鏡で観察される1 μ 程度のサブ組織から成立している。オーステナイト系ステンレス鋼は固溶化熱処理をして使用するのが通常であって、固溶化熱処理後の組織の200倍のものを第2図(イ)に、2万倍のものを第2図(ロ)に示す。また、従来知られている制御圧延組織は第3図(イ)(ロ)に示すように、(イ)のミクロ組織は混粒の加工組織になっており、(ロ)のサブ組織も加工組織である。本発明の再結晶加工2重構造組織を得るための温度と時間の関係を示した図に表したのが第1図である。先ず加熱温度1100~1300℃でNb析出物を完全に固溶化する。次いで1000~1200℃で加工量50%以上の粗圧延を行う。粗圧延後の冷却時間は10秒~5分であって、粗圧延最終ロールから仕上圧延開始までにすみやかに所定の温度に冷却し、再結晶させて緻細な再結晶組織を得る。仕上圧延は800~1000℃で加工量30%以上で行う。仕上圧延後の冷却速度は4℃/min以上と

めには、Pb、Bi、B等の適量添加とC量を下げることが重要であるとの知見に基づいたものである。本発明組成によれば、Pb、Bi等の添加により被削性を上げているが、高N材の場合、Bの添加だけでは熱間加工性特に800~1000℃での制御圧延性を改善することはできない。そこで、C等の粒界脆化を引き起こす元素を低目にするにより、高Nの影響を排除し、制御圧延性を改善することを見出だしたものである。

以上述べたように、Pb、Bi、B等の適量添加と、C等を下げることが制御圧延材の強度向上と制御圧延性の改善と被削性の改善に不可欠であること、これらの元素と制御圧延との組み合わせによってのみ優れた強度と被削性とを持つステンレス鋼が得られることが見出だされた。

以下に本発明鋼の成分限定理由について説明する。

C:0.03%以下

Cは制御圧延後の耐食性、制御圧延時の熱間加工性を著しく損なう本発明においては重要な元素

する。

本発明および比較例の製造方法によって製造された顕微鏡組織の写真を第4図~第8図に示す。仕上圧延開始温度は1050℃、980℃、900℃、850℃、700℃でそれぞれの写真の(イ)は200倍、(ロ)は2万倍である。本発明で言う再結晶加工2重構造組織は第5図~第7図の写真から明らかなように、ミクロ組織は数十 μ の再結晶組織からなり、さらにそれらは数 μ のサブ再結晶組織から成り立っている。このサブ組織のサブ結晶粒は高密度の転位を有している加工組織である。

ここで仕上圧延開始温度を1000℃より高くすると、第4図に示すようにサブ結晶粒には転位が殆ど見られなくなり強度アップが殆どなくなる。一方800℃より低くすると、第8図から明らかなように、サブ再結晶組織の形成が見られなくなり、制御圧延性が劣化し、塑性、延性が低下する。

本発明はオーステナイト系ステンレス鋼において、前記の制御圧延によって優れた特性を得るた

であり、少なくとも0.03%以下にする必要がある。また、Cが多いほどNb(C、N)が大きく成長し、(NbC_r)Nの緻細析出を妨害し、強度および制御圧延性低下の原因となるので、その上限を0.03%とした。

Si:2.0%以下

Siは脱酸剤として添加する他に強度をも改善する元素であるが、反面溶接時の高温割れ性、凝固時のN固溶量を減少させる元素でもあり、良好な鋼塊を得るには2.0%以下にする必要があり、その上限を2.0%とした。

Mn:10.0%以下

Mnは脱酸剤として添加する他Nの溶解度を増加させる元素であるが、反面含有量が増加すると耐食性、熱間加工性を損なうのでその上限を10.0%とした。

Ni:6~20%

Niはオーステナイト系ステンレス鋼の基本元素であり、優れた耐食性とオーステナイト組織を得るためには6%以上の含有が必要である。しか

し、Ni量が増加しすぎると溶接時の溶接割れ性、熱間加工性などを低下させるので、その上限を20%とした。

Cr: 16~30%

Crはステンレス鋼の基本元素であり、優れた耐食性を得るためには少なくとも16%以上の含有が必要である。しかし、Cr量が増加しすぎると高温での δ/γ 組織のバランスを損なうのでその上限を30%とした。

N: 0.10~0.30%

Nは侵入型の固溶強化および(CrNb)N析出による結晶粒の微細化、析出強化作用を有するなど本発明においては最も主要な強化元素であり、かつ制御圧延後の耐食性改善に寄与する元素でもあり、これらの効果を得るには0.10%以上の含有が必要であり、下限を0.10%とした。しかし、N含有量が増加すると熱間加工性を低下し、さらに凝固時、溶接時にブローホールが発生しやすくなるので、その上限を0.30%とした。

Nb: 0.02~0.25%

%

BiおよびPbは被削性を改善するために必要な元素であり、前記効果を得るためには少なくともPbおよびBiは0.03%以上の添加が必要である。しかし、BiおよびPb共に0.30%を超えると熱間加工性および制御圧延性が阻害されるので、その上限を0.30%とした。

B: 0.0005~0.0100%

Bは熱間加工性を改善するために必要な元素であって、熱間加工性を改善するためには少なくとも0.0005%以上の添加が必要である。しかし、0.0100%を超えて添加しても、その効果の向上は期待されないので、上限を0.0100%とした。

Se: 0.80%以下、S: 0.080%以下、Sn: 0.70%以下、Te: 0.80%以下、P: 0.100%以下、Sb: 0.70%以下

S、Se、Sn、P、TeおよびSbは本発明鋼の被削性を改善する元素であり、Sは0.020%を超えて、Seは0.005%以上含有させる必要

Nbは残存CをNbCとして固定し、制御圧延後の耐食性を改善し、かつ(CrNb)N析出により結晶粒の微細化および制御圧延後の強度を改善する本発明においては主要な元素であり、少なくとも0.02%以上の含有が必要である。しかし、Nbは高価な元素でもあり、かつ必要以上に含有させると熱間加工性を損なうので上限を0.25%とした。

Mo: 4.0%以下、Cu: 4.0%以下

Mo、Cuはいずれも本発明鋼の耐食性をさらに改善する元素である。しかし、Mo、Cuは高価な元素でもあり、かつ、4%を超えて含有させると熱間加工性を損なうので上限をそれぞれ4%とした。

S: 0.030%以下

Sはその含有量を大幅に低減することにより耐食性を向上させる元素であり、かつ制御圧延後の延性、韌性(特に圧延直角方向)を向上させるものであるため、その上限を0.030%とした。

Bi: 0.03~0.30%、Pb: 0.03~0.30

がある。しかし、S、SeおよびTeはともに0.080%を超えて、またPは0.100%をSnおよびSbは0.70%を超えてそれぞれ含有させると熱間加工性、制御圧延性および耐食性を低下させるので上限を0.080%、0.100%および0.70%とした。

V、Ti、W、Ta、Hf、Zr、Al: 0.30%以下

V、Ti、W、Ta、Hf、Zr、Alは強度を向上させるために添加される元素であるが、0.30%を超えて含有させても、その効果の向上が望めないため、上限を0.30%とした。

Ca: 0.0005~0.0100%、Mg: 0.0005~0.0100%、希土類元素: 0.0005~0.0100%

Ca、Mg、および希土類元素は熱間加工性を改善するため必要な元素であって、熱間加工性を改善するためには少なくとも0.0005%以上の添加が必要である。しかし、0.0100%以上添加してもその効果の向上が望めないため、上限

を0.0100%とした。

0;0.0050%以下

○は粒界脆化を引き起こす元素であり、熱間加工性および制御圧延性を改善するためには低目に限定すれば良く、その上限を0.0050%とした。

また、制御圧延において、加熱温度を1100～1300℃としたのは、圧延時の変形抵抗を小さくすると共に、Nb析出物を鋼中に十分に固溶させるためである。1100℃未満では変形抵抗が大きく、かつNb析出物を完全に固溶させることが困難であるためであり、1300℃を越えて加熱すると粒界の一部が熔融または結晶粒が粗大化して圧延が困難になるためである。

粗圧延温度を1000～1200℃としたのは、微細再結晶組織を得るためであり、1000℃未満では微細再結晶組織を得ることができないからであり、1200℃以上では再結晶により結晶粒が粗大化するためである。

粗圧延において加工量を50%以上としたのは、

加工量50%以下では格子欠陥のエネルギーが少なく、微細組織が得られないからである。

仕上圧延温度を800～1000℃としたのは、再結晶加工2重精造組織を得るためである。800℃以下では加工組織になってしまう、再結晶加工2重精造組織を得ることができないからであり、1000℃を越えると再結晶により再結晶組織になってしまうので、1000℃を上限とした。

仕上圧延において加工量を30%以上としたのは、30%以下では加工歪が小さいために再結晶加工2重精造組織が得られないためである。

粗圧延後に10秒～5分の冷却を行うのは、粗圧延を行ってから再結晶を起こさせるのに必要な時間だからである。また、仕上圧延後冷却速度を4℃/分以上としたのは、4℃/分以下の冷却ではCr₂₃C₆またはCr₂₃Nが粒界に析出し耐食性を低下するためである。

〔実施例〕

次に本発明鋼およびその製造方法の特徴を従来鋼、比較鋼と比べて実施例でもって明らかにする。

第1表はこれら供試鋼の化学成分(重量%)を示す。第1表の供試鋼について本発明方法による制御圧延を施し、強度、孔食電位、制御圧延温度域における絞り、切削性、熱間加工性について測定し、その結果を第2表に示した。また、第3表は本発明方法による制御圧延および比較のために他の方法による制御圧延を施し、組織、強度、孔食電位、制御圧延温度域における絞り、耐粒界腐食性、切削性、熱間加工性について測定したものが示されている。

組織については、光字顕微鏡組織は10%硝酸電解エッチングを行った後、光字顕微鏡にて観察した。また、電顕組織は薄膜を作成後、透過電子顕微鏡にて観察した。

強度についてはJIS4号試験片を用いて耐力伸びを測定したものである。

制御圧延性については、グリーブル装置を用いて900℃で引張速度50mm/秒という条件で高速高温引張試験を行い、その絞り値を測定したものである。

耐食性については、30℃、3.5%NaCl水溶液中での孔食電位を測定したものである。

切削性については20mmの試験片を、SKH9の5mmφのドリルを用いて回転数792rpm、送り速度0.10mm/revでドリル寿命試験を行い、その結果を示した。

熱間加工性については、1100℃において分塊圧延を行い、粒界割れの発生の有無により判断した。

(以下 余白)

第 1 表 (1)

区 分	番 号	化 学 成 分 (重量%)														そ の 他
		C	Si	Mn	S	Ni	Cr	N	Nb	Pb	Bi	B	Ca	Mg	REM	
第1発明	1	0.02	0.58	1.36	0.025	8.2	18.5	0.28	0.19	0.11		0.0025				
"	2	0.01	0.48	2.54	0.018	10.2	20.5	0.18	0.21		0.17		0.0054			
"	3	0.03	0.68	3.87	0.008	7.5	18.2	0.11	0.13	0.10	0.13			0.0025		
"	4	0.02	0.58	7.59	0.007	11.8	23.5	0.24	0.18	0.08					0.0046	
"	5	0.03	0.18	4.57	0.005	6.5	17.4	0.22	0.20	0.05	0.08	0.0012	0.0025	0.0013	0.0027	
第2発明	6	0.03	0.45	2.38	0.009	8.5	17.5	0.15	0.22		0.10	0.0024	0.0018			Sn0.056
"	7	0.01	0.78	6.84	0.006	12.2	20.8	0.11	0.11	0.18				0.0035	0.0015	Te0.049
"	8	0.02	0.44	0.58	0.002	7.5	17.3	0.27	0.17	0.24	0.06	0.0084		0.0054		Se0.065
"	9	0.03	0.41	1.23	0.014	16.4	18.5	0.12	0.18		0.11	0.0021	0.0024	0.0057		P 0.09
"	10	0.02	0.32	2.84	0.024	10.5	25.5	0.18	0.22	0.16		0.0057			0.0023	Sb0.063
"	11	0.01	0.58	0.60	0.057	9.5	20.8	0.14	0.18	0.20	0.06	0.0028	0.0048	0.0057		
第3発明	12	0.03	0.35	0.52	0.008	13.3	17.5	0.22	0.12	0.11	0.10		0.0025	0.0025	0.0017	Mo 2.58
"	13	0.02	0.47	1.20	0.014	15.2	21.5	0.18	0.20		0.20	0.0087		0.0031	0.0047	Cu 3.24
"	14	0.03	0.79	0.88	0.011	12.5	18.3	0.23	0.16	0.27	0.05	0.0056	0.0058		0.0024	Mo 1.33 Cu 1.56
第4発明	15	0.02	0.52	1.58	0.022	8.6	19.5	0.15	0.21	0.13		0.0028				V 0.28
"	16	0.02	0.87	0.57	0.018	9.3	20.7	0.20	0.10		0.20		0.0085			Ti 0.17
"	17	0.03	0.31	2.02	0.004	17.8	19.8	0.22	0.19	0.11	0.13			0.0087		W 0.11
"	18	0.02	0.57	1.58	0.005	9.2	17.8	0.18	0.12	0.14				0.0057		Ta 0.22
"	19	0.03	0.23	8.04	0.020	6.8	16.8	0.21	0.16		0.18	0.0018	0.0056			Hf 0.15
"	20	0.01	0.29	2.55	0.014	11.5	24.8	0.28	0.08	0.19	0.10		0.0058	0.0017		Zr 0.26
"	21	0.02	0.82	0.89	0.008	9.5	17.5	0.14	0.17		0.22			0.0018	0.0065	Al 0.18
"	22	0.02	0.87	1.58	0.021	6.5	18.5	0.11	0.09	0.08	0.13	0.0024	0.0033	0.0048		V 0.10 Ti 0.08 W 0.17 Ta 0.08 Hf 0.10 Zr 0.07 Al0.21
第5発明	23	0.03	0.57	2.57	0.013	7.8	18.8	0.17	0.23	0.18			0.0021		0.0054	Sn0.024 Te 0.07 Mo 1.58
"	24	0.02	0.78	0.72	0.008	12.9	19.7	0.14	0.19		0.21	0.0017			0.0021	Se 0.08 P 0.06 Cu 2.54

第 1 表 (2)

区 分	番 号	化 学 成 分 (重量%)														そ の 他
		C	Si	Mn	S	Ni	Cr	N	Nb	Pb	Bi	B	Ca	Mg	REM	
第5発明	25	0.01	0.68	0.78	0.063	9.2	17.8	0.14	0.16	0.11		0.0023	0.0023			Sb 0.06 Te0.018 Mo 1.45 Cu 1.03
"	26	0.02	0.58	3.57	0.016	11.2	18.4	0.21	0.11		0.16		0.0054	0.0024		Sn 0.14 Se 0.08 Sb 0.12 Mo 2.54
"	27	0.01	0.37	0.87	0.053	14.5	18.6	0.18	0.20	0.10	0.07	0.0043	0.0011	0.0025		Sn0.056 Te 0.08 Se0.018 P 0.031 Sb0.056 Mo 1.58 Cu 2.33
第6発明	28	0.02	0.39	2.59	0.018	10.3	18.5	0.22	0.11	0.26		0.0028			0.0046	Sn0.042 Mo 1.25 V 0.12 Ti 0.14
"	29	0.03	0.84	1.56	0.006	13.4	18.8	0.20	0.18	0.15	0.08	0.0022	0.0015	0.0011	0.0007	Tc0.055 Cu 2.22 W 0.18 Ta 0.09
"	30	0.02	0.66	2.44	0.012	11.7	17.2	0.14	0.24		0.14	0.0024	0.0018			Se0.056 Mo 2.34 Hf 0.24 Zr 0.24
"	31	0.01	0.36	0.67	0.014	12.8	23.2	0.19	0.14	0.18				0.0035	0.0015	Sb0.049 Cu 1.58 Zr 0.19 Al 0.11
"	32	0.02	0.48	0.58	0.075	8.6	18.2	0.17	0.19	0.16	0.09	0.0034	0.0029	0.0064		Sn0.035 Se0.022 Mo 1.08 Cu 1.25 V 0.07 W 0.11 Hf 0.22 Al 0.13
"	33	0.03	0.58	3.16	0.001	8.9	21.0	0.16	0.16		0.13		0.0064	0.0047		Sb0.019 Cu 1.25 V 0.13 Ti 0.11 W 0.22 Ta 0.17 Hf 0.08 Zr 0.07
第7発明	34	0.02	0.40	1.72	0.021	13.2	23.3	0.16	0.23	0.18		0.0083			0.0012	O 0.003
"	35	0.01	0.46	3.22	0.018	9.3	18.4	0.12	0.18	0.26	0.06	0.0038	0.0023	0.0018		O 0.004
第8発明	36	0.03	0.28	0.91	0.008	12.9	17.2	0.18	0.12	0.11	0.08		0.0021	0.0019	0.0016	Sn0.021 Se0.018 Mo 1.84 V 0.18 W 0.22 Hf 0.11 O 0.002
"	37	0.02	0.49	4.25	0.018	10.8	20.1	0.16	0.12		0.22	0.0067	0.0029	0.0025	0.0017	Tc0.031 Sb0.018 Cu 1.54 Ti 0.22 Zr 0.12 Al 0.11 O 0.002
比較例	38	0.07	0.47	2.11	0.021	7.8	18.3	0.20	0.16	0.08	0.12	0.0056	0.0058		0.0024	
"	39	0.02	0.61	6.58	0.022	6.6	15.1	0.15	0.07	0.13		0.0028				
"	40	0.01	0.87	4.57	0.004	9.3	18.7	0.04	0.10		0.18		0.0085			
"	41	0.01	0.38	1.72	0.001	10.8	19.8	0.22	0.01	0.16	0.07			0.0087		
"	42	0.02	0.25	1.58	0.018	9.2	21.8	0.17	0.18	0.01		0.0003				
"	43	0.03	0.37	0.94	0.010	6.8	16.8	0.19	0.16							
従来例	44	0.02	0.73	1.98	0.005	8.1	18.3	0.20	0.10					0.0017		Zr 0.26

特開平2-97651 (9)

第 2 表 (1)

区 分	番 号	0.2%耐力 kgf/mm ²	制御圧延 温度域 絞り(%)	切削性 ドリル寿命 (mm)	熱 同 加 工 性	孔食電位 (mV-SCE)
第1発明	1	82	78	145	無し	330
"	2	80	76	225	"	340
"	3	79	73	300	"	320
"	4	70	80	105	"	370
"	5	75	78	165	"	310
第2発明	6	80	74	130	"	320
"	7	69	73	250	"	360
"	8	73	72	325	"	320
"	9	67	71	150	"	360
"	10	73	74	215	"	380
"	11	72	72	340	"	340
第3発明	12	81	75	280	"	620
"	13	76	74	275	"	400
"	14	69	71	350	"	460
第4発明	15	85	77	165	"	330
"	16	82	73	280	"	340
"	17	82	73	325	"	370
"	18	83	77	185	"	320
"	19	84	75	235	"	310
"	20	86	72	320	"	370
"	21	83	73	300	"	320
"	22	84	73	285	"	330

第 2 表 (2)

区 分	番 号	0.2%耐力 kgf/mm ²	制御圧延 温度域 絞り(%)	切削性 ドリル寿命 (mm)	熱 同 加 工 性	孔食電位 (mV-SCE)
第5発明	23	68	74	250	無し	470
"	24	66	72	285	"	400
"	25	69	76	170	"	420
"	26	81	72	210	"	580
"	27	77	71	265	"	440
第6発明	28	75	71	340	"	530
"	29	76	73	325	"	400
"	30	74	72	185	"	570
"	31	81	73	260	"	410
"	32	78	71	380	"	400
"	33	69	71	165	"	410
第7発明	34	83	76	250	"	420
"	35	64	72	360	"	380
第8発明	36	77	72	335	"	540
"	37	85	71	305	"	410
比較鋼	38	69	72	280	有り	270
"	39	72	75	165	無し	250
"	40	43	72	245	"	290
"	41	74	71	300	"	330
"	42	69	75	15	有り	360
"	43	71	80	10	無し	300
従来鋼	44	68	83	10	"	340

第 3 表

区 分	番 号	加 工 方 法 の 詳 細							粗 織	0.2%耐力 kgf/mm ²	制御圧延 温度域 絞り(%)	切 削 性 ドリル寿命 (mm)	熱 同 加 工 性	孔食電位 (mV-SCE)
		加熱温度 (℃)	粗 圧 延		冷却速度 保持時間(分)	仕 上 圧 延		冷 却 (℃/分)						
			温度(℃)	加工率(%)		温度(℃)	加工率(%)							
発 明 方 法	1	1,200	1,100	85	3	850	60	60	再結晶/加工	82	78	135	無し	330
	2	1,200	1,000	75	2	920	55	45	"	80	76	220	"	340
	3	1,100	1,000	70	1	820	45	40	"	79	73	300	"	320
	4	1,300	1,200	90	2	950	50	30	"	70	80	105	"	370
比 較 例	5	1,200	1,100	70	0.2	1,050	50	50	再結晶	44	78	195	"	310
	6	1,100	1,000	90	5	700	60	10	加工	101	74	100	"	320
	7	1,200	1,100	70	2	900	30	50	再結晶	41	72	265	"	360
	8	1,000	950	70	5秒	900	60	50	加工	80	72	290	"	320
	9	1,000	750	70	5秒	700	60	50	加工	100	71	105	"	360
	10	1,200	1,100	70	2	900	50	3	再結晶/加工	73	74	215	"	270
	11	1,200	1,100	70	2	900	10	50	再結晶	51	72	365	"	340

第1表および第2表から知られるように、No. 1～5は第1発明鋼の組成のものを本発明方法により制御圧延したものであるが、強度、孔食電位、制御圧延温度域における絞り、切削性、熱間加工性についてそれぞれ満足すべき結果を得た。

No. 6～11は切削性を改善するためSe、Te、S、P、Sbを添加した本発明の第2発明鋼の組成のものを本発明方法により制御圧延したものであるが、再結晶加工2重構造組織が得られ、強度、孔食電位、制御圧延温度における絞り、熱間加工性および切削性共に優れた結果を得た。

No. 12～14は耐食性を改善するためMoおよびCuを添加した本発明の第3発明鋼を本発明方法による制御圧延をしたものであるが、再結晶加工2重構造組織が得られ、強度、孔食電位、制御圧延温度における絞り、熱間加工性および切削性共に優れた結果を得た。特に孔食電位について優れ、耐食性の優れていることが確認された。

No. 15～22は強度を向上するためV、Ti、W、Ta、Hf、Zr、Alを添加した第5発明鋼で

い。No. 39はNiおよびCrが組成範囲より少ないものであるが、孔食電位が劣る。No. 40はNを組成範囲以下含むものであるが、強度、孔食電位が劣る。No. 41はNbを組成範囲以下含むものであるが、強度、孔食電位が劣る。No. 42はPbおよびBを組成範囲以下含むもの、No. 43はPbおよびBを全く含まないものであるが、切削性、熱間加工性において劣る。また、No. 44はSUS304Nに相当する従来鋼であるが、切削性において劣る。

第3表は第1表の第1発明鋼および第2発明鋼を本発明方法および本発明方法以外の加工を施したものである。仕上圧延温度が高く1050℃であるNo. 5は再結晶組織しか得られず、強度が低い。仕上圧延温度が低く700℃であるNo. 6は加工組織しか得られず、切削性において劣る。No. 7は圧延後固溶化熱処理をしたもので、強度において劣る。No. 8は900℃で一段階の制御圧延を施したもので、加工組織であり異方性が甚だしく大きい。No. 9は700℃で1段階の制御圧

延があるが、本発明方法による制御圧延により、再結晶加工2重構造組織となり、強度、孔食電位、制御圧延温度における絞り、切削性、熱間加工性に優れた結果を得たが、特に耐力が82～86 kgf/mm²と優れた結果が得られることが確認された。

No. 23～27はさらに切削性および耐食性を改善した本発明の第5発明鋼、No. 28～33はさらに切削性、耐食性および強度を改善した第6発明鋼、No. 34～35は制御圧延における絞り、熱間加工性を改善するためO量を規制した第7発明鋼、No. 36～37は切削性、耐食性、強度および熱間加工性、制御圧延温度における絞りを改善した第8発明鋼であるが、いずれも再結晶加工2重構造組織が得られ、強度、孔食電位、制御圧延温度における絞り、熱間加工性および切削性共に優れた結果を得た。

No. 38～43は本発明鋼の組成範囲外の成分を持つ比較例で、本発明方法による制御圧延を施したものであるが、No. 38はCが多く、孔食電位、熱間加工性、制御圧延温度における絞りが悪

延をしたもので、加工組織で伸びおよび異方性において劣る。No. 10は仕上圧延後の冷却速度が3℃/分であるもので、孔食電位において劣る。No. 11は仕上圧延における加工率が10%と低いものであるが、十分な強度が得られていない。

No. 1～4は第1発明鋼を本発明方法で制御圧延したものであるが、本発明方法による制御圧延により、再結晶加工2重構造組織となり、強度、孔食電位、制御圧延温度における絞り、切削性、熱間加工性共に優れた結果を得た。

[発明の効果]

本発明の制御圧延性の優れた快削オーステナイト系ステンレス鋼およびその製造方法は以上説明したように、オーステナイト系ステンレス鋼にBを添加しCおよびO量を低下すると共に適量のN、Nbを添加し、2段階制御圧延により組織を再結晶加工2重構造組織としたものであり、オーステナイト系ステンレス鋼の快削性を保持するため快削元素を適量添加して制御圧延性を著しく改善したものである。本発明の制御圧延性の優れた快削

オーステナイト系ステンレス鋼は、化学、海水および原子プラントに用いられる構造材料として要求される強度、耐食性、熱間加工性、切削性、制鋼圧延性のすべての特性を満足するものであり、耐食性の快削性の構造材料として極めて有用なものである。

4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明方法による制鋼圧延工程を温度と時間の関係について示した図、第2(イ)(ロ)図は固溶化熱処理を施した後の再結晶組織を表す顕微鏡写真の模写図、第3図(イ)(ロ)は900℃で仕上圧延後の加工組織を表す顕微鏡写真の模写図、第4(イ)(ロ)図は仕上圧延開始温度1050℃の再結晶2重組織を表す顕微鏡写真の模写図、第5図(イ)(ロ)は仕上圧延開始温度980℃の再結晶加工2重構造組織を表す顕微鏡写真の模写図、第6図(イ)(ロ)は仕上圧延開始温度900℃の再結晶加工2重構造組織を表す顕微鏡写真の模写図、第7図(イ)(ロ)は仕上圧延開始温度850℃の再結晶加工2重構造組織を表す顕微鏡写真の模写図、

第8図(イ)(ロ)は仕上圧延開始温度が700℃の加工2重組織を表す顕微鏡写真の模写図である。

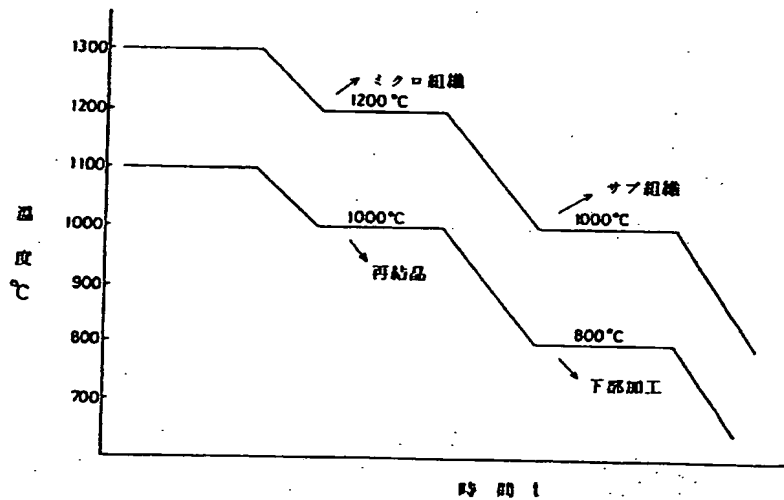
特許出願人 愛知製鋼株式会社

代理人 井理士 土川 晃



図面の浄書(内容に変更なし)

第1図

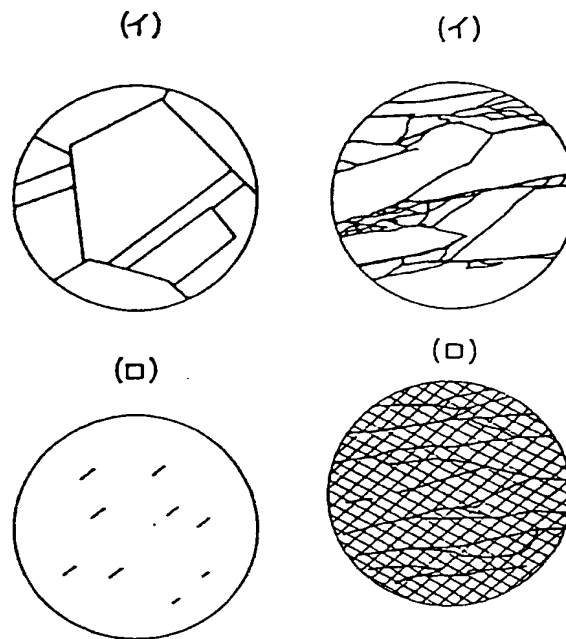


2段階方式

処理	加熱		粗圧延	冷却	仕上圧延	冷却
	1100 ~1300℃		1000 ~1200℃ 50%以上	10 sec ~5 分	800 ~1000℃	4℃/min 以上

第 2 図

第 3 図



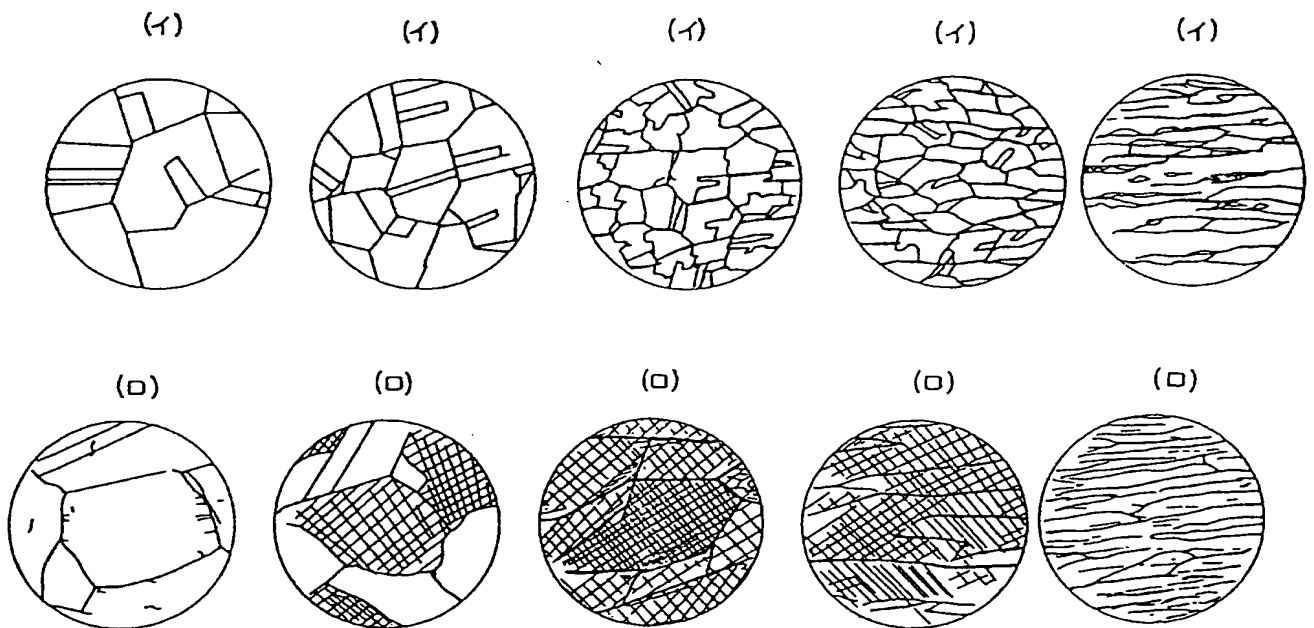
第 4 図

第 5 図

第 6 図

第 7 図

第 8 図



● : 転位密度の濃密状況

手続補正書(方式)

平成元年 1月 9日

特許庁長官 吉田 文 毅 殿

1. 事件の表示

昭和63年 特許願 第248566号

2. 発明の名称

制御圧延性の優れた快削オーステナイト系
ステンレス鋼およびその製造方法

3. 補正をする者

事件との関係 特許出願人

住 所 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地

氏 名(名称) 愛知製鋼株式会社

代表者 天 野 益 夫

4. 代 理 人 〒450

住 所 名古屋市中村区名駅3丁目3番の4

児玉ビル2階 TEL(052)583-9720

共立特許事務所

氏 名 (9032) 弁護士 土 川 晃

5. 補正命令の日付

昭和63年12月7日(発送日昭和63年12月20日)

6. 補正の対象 第1図

7. 補正の内容 願書に最初に添付した図面の浄書・別紙のとおり
(内容に変更なし)

